

# EUROPEAN PATENT OFFICE

## Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 11279690

PUBLICATION DATE : 12-10-99

APPLICATION DATE : 31-03-98

APPLICATION NUMBER : 10086575

APPLICANT : NIPPON STEEL CORP;

INVENTOR : UKIANA TOSHIYASU;

INT.CL. : C22C 38/00 C21D 9/46 C22C 38/16 C22C 38/58

TITLE : HIGH STRENGTH COLD ROLLED STEEL SHEET FOR WORKING EXCELLENT IN FATIGUE CHARACTERISTIC AND ITS PRODUCTION

ABSTRACT : PROBLEM TO BE SOLVED: To improve the fatigue characteristics of a steel sheet while the balance of strength and ductility therein is secured by specifying the contents of C, Si, Mn, P, S, Al, Cu and B in a steel, forming its microstructure of composite one and specifying the volume ratio of residual austenite and the state of Cu grains.

SOLUTION: The compsn. of a steel is composed of, by mass, 0.05 to 0.30% C, 0.1 to 2.0% Si, 0.5 to 2.5% Mn,  $\leq 0.02\%$  P,  $\leq 0.01\%$  S, 0.005 to 0.1% Al, 0.2 to 2.0% Cu, 0.0002 to 0.0020% B, and the balance Fe with inevitable impurities. Its microstructure is formed of the composite one essentially consisting of ferrite, bainite and residual austenite and, if required, contg. martensite. The volume ratio of the residual austenite is regulated to 5 to 25%, and the existing state of cu in the ferritic phase shall be the solid solution one and/or the precipitated one in which the size of grains composed of Cu alone shall be regulated to  $\leq 2$  nm. If required, the steel compsn. is moreover incorporated with 0.1 to 1.0% Ni.

COPYRIGHT: (C)1999,JPO

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平11-279690

(43) 公開日 平成11年(1999)10月12日

(51) Int.Cl. <sup>6</sup>	識別記号	F I
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00 3 0 1 S
C 2 1 D 9/46		C 2 1 D 9/46 G
		F
C 2 2 C 38/16		C 2 2 C 38/16
38/58		38/58
審査請求 未請求 請求項の数 5 O L (全 9 頁)		

(21) 出願番号 特願平10-86575

(22) 出願日 平成10年(1998) 3 月31日

(71) 出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町 2 丁目 6 番 3 号

(72) 発明者 横井 龍雄

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式  
会社技術開発本部内

(72) 発明者 棚橋 浩之

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式  
会社技術開発本部内

(72) 発明者 岸田 宏司

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式  
会社技術開発本部内

(74) 代理人 弁理士 椎名 強

最終頁に続く

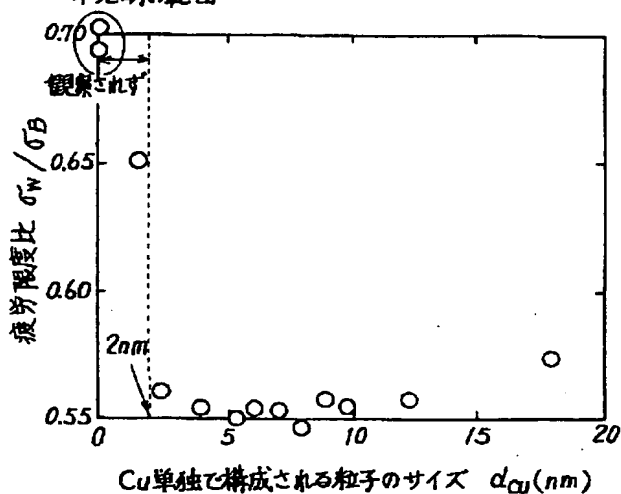
(54) 【発明の名称】 疲労特性に優れた加工用高強度冷延鋼板およびその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 疲労特性に優れた加工用高強度冷延鋼板及びその製造方法を提供する。

【解決手段】 C : 0.05~0.30%、Cu : 0.2~2.0%、B : 2~20ppmを含むマイクロ組織が、体積率が5%以上、25%以下の残留オーステナイト、及びフェライト、ベイナイトで構成される鋼板であり、フェライト相でのCuの存在状態は、Cu単独で構成される粒子の大きさが2nm以下の固溶状態及び／又は析出状態である疲労特性に優れた加工用高強度冷延鋼板、及び上記成分の鋼を、A<sub>r3</sub>点以上の温度域で熱間圧延を終了し、酸洗、冷間圧延の後、A<sub>c1</sub>点以上、A<sub>c3</sub>点以下の二相域で30~150秒間保持し、20℃/s以上の冷却速度で冷却し、350~450℃の温度域に15~600秒間保持した後、5℃/s以上の冷却速度で150℃以下まで冷却する上記鋼板の製造方法。

本発明の範囲



## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 質量%にて、

C: 0.05~0.30%、

Si: 0.1~2.0%、

Mn: 0.5~2.5%、

P: ≤0.02%、

S: ≤0.01%、

Al: 0.005~0.1%、

Cu: 0.2~2.0%、

B: 0.0002~0.0020%

を含み、残部がFe及び不可避免の不純物からなる鋼であつて、そのマイクロ組織が、フェライト、ベイナイト、残留オーステナイトを主要構成組織とし、さらに、マルテンサイトを含むこともある複合組織であり、前記残留オーステナイトの体積率は、5%以上、25%以下であり、前記フェライト相におけるCuの存在状態は、Cu単独で構成される粒子の大きさが2nm以下の固溶状態および/または析出状態であることを特徴とする、疲労特性に優れた加工用高強度冷延鋼板。

【請求項2】 前記鋼が、さらに、質量%にて、

Ni: 0.1~1.0%

を含有することを特徴とする、請求項1に記載の疲労特性に優れた加工用高強度冷延鋼板。

【請求項3】 前記鋼が、さらに、質量%にて、

Ca: 0.005~0.02%、

REM: 0.005~0.2%

の一種または二種を含有することを特徴とする、請求項1または請求項2に記載の疲労特性に優れた加工用高強度冷延鋼板。

【請求項4】 前記鋼が、さらに、質量%にて、

Mo: 0.05~0.2%、

V: 0.02~0.2%、

Ti: 0.01~0.2%、

Nb: 0.01~0.1%、

Cr: 0.01~0.2%、

Zr: 0.02~0.3%

の一種または二種以上を含有することを特徴とする、請求項1ないし請求項3のいずれか1項に記載の疲労特性に優れた加工用高強度冷延鋼板。

【請求項5】 請求項1ないし請求項4のいずれか1項に記載の成分を有する鋼片の熱間圧延を、 $A_r$ 変態点以上で仕上圧延を行う以外は常法に従って行い、引き続き常法に従って、酸洗、冷間圧延を行った後、連続焼鈍するに際し、 $A_{c1}$ 変態点以上、 $A_{c3}$ 変態点以下の二相域で30~150秒間保持した後、20℃/s以上の冷却速度で、350~450℃の温度域まで冷却し、該温度域で15~600秒間保持した後、5℃/s以上の冷却速度で150℃以下まで冷却することを特徴とする、そのマイクロ組織が、フェライト、ベイナイト、残留オーステナイトを主要構成組織とし、さらに、マルテン

サイトを含むこともある複合組織であり、前記残留オーステナイトの体積率は、5%以上、25%以下であり、前記フェライト相におけるCuの存在状態は、Cu単独で構成される粒子の大きさが2nm以下の固溶状態および/または析出状態である疲労特性に優れた加工用高強度冷延鋼板の製造方法。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、疲労特性に優れた加工用高強度冷延鋼板およびその製造方法に関するものであり、特に、自動車のバンパー、ドアインパクトビーム等の耐久性と加工性の両立が求められる素材として好適な疲労特性に優れた加工用高強度冷延鋼板およびその製造方法に関するものである。

## 【0002】

【従来の技術】近年、自動車の燃費向上などのために軽量化を目的として、Al合金等軽金属の適用や鋼の高強度化が進められている。ただし、Al合金等の軽金属は、比強度が高いという利点があるものの、鋼に比較して著しく高価であるため、その使用は特殊な用途に限られてきた。より広い範囲で自動車の軽量化を推進するためには、安価である高強度冷延鋼板の適用が強く求められている。

【0003】一般に、材料は高強度になるほど延性が低下し加工性（成形性）が悪くなるばかりでなく、切り欠き感受性が高くなる。そのため、走行中の振動等により疲労破壊が生じる危険性のある部品への高強度鋼板の適用には、成形性の検討だけでなく、切り欠き、溶接部等の応力集中部の応力集中係数を低減する配慮に加えて、鋼板そのものの疲労耐久性も重要な検討課題となる。

【0004】加工性に優れた高強度冷延鋼板としては、例えば、特開昭61-272321号公報や特開昭62-74024号公報等で開示された発明がある。また、特開昭63-105930号公報や特開昭64-79322号公報には、冷延、焼鈍をする前の熱延板でのマイクロ組織を最適化することにより疲労特性を向上させる発明が開示されている。しかし、マイクロ組織としてフェライト、マルテンサイト、残留オーステナイトから構成されているもののマルテンサイト体積率が高いために伸びが十分ではない。

## 【0005】

【発明が解決しようとする課題】しかしながら、走行中の振動等により疲労破壊が生じる危険性のある自動車部品の一部の部品においては、疲労耐久性が大変に重要であるが、上記従来技術では、十分な疲労特性とともに良好な成形性を得ることができない。そこで、本発明は、疲労特性と加工性を両立させるための鋼板特性とその製造方法を明らかにして、疲労特性に優れた加工用高強度冷延鋼板およびその製造方法を提供することを目的とするものである。

## 【0006】

【課題を解決するための手段】本発明者らは、現在通常に採用されている連続熱間圧延、それに続く酸洗、冷間圧延、連続焼鈍設備により工業的規模で生産されている高強度冷延鋼板の製造プロセスを念頭において、高強度冷延鋼板の疲労特性と加工性の両立を達成すべく鋭意研究を重ねた。その結果、固溶しているCuもしくはCu単独で構成される粒子サイズが2nm以下のCu析出物が疲労特性向上に非常に有効であり、かつ加工性も損なわないことを見出し、本発明をなしたものである。

【0007】以下に、本発明に至った基礎研究結果について説明する。まず、フェライト相におけるCu単独で構成される粒子サイズの疲労特性に及ぼす効果についての調査を行った。そのための供試材は、次のようにして準備した。すなわち、0.12%C-1.35%Si-1.40%Mn-1.0%Cu-0.5%Ni-0.0003%Bに成分調整し溶製した鋳片を850℃で圧延して常温で巻取り、酸洗後、3.0mmから1.2mmまで60%の冷間圧延を行った鋼板を800℃で60秒保持した後70℃/sの冷却速度で350℃まで冷却した後、100～600℃の温度で360秒間保持後水冷の熱処理を施し、ミクロ組織が、残留オーステナイトの体積率が5%以上25%以下であって、残部がフェライト、ベイナイト、マルテンサイト有する鋼板を得た。

【0008】これらの鋼板について疲労試験を行った結果を、図1に示す。この結果より、残留オーステナイトの体積率が5%以上、25%以下であって、残部がフェライト、ベイナイト、マルテンサイトを有する鋼板において、そのフェライト相におけるCu単独で構成される粒子の平均サイズと疲労限度比には強い相関があり、フェライト相におけるCu単独で構成される粒子の平均サイズが2nm以下で疲労限度比が著しく向上することを見出した。また、熱間圧延条件等を制限することによって、フェライト相におけるCu単独で構成される粒子の平均サイズが2nm以下という鋼板を製造することも新たに知見した。

【0009】次に、B元素の疲労特性に及ぼす効果についての調査を行った。そのための供試材は、次のようにして準備した。すなわち、0.12%C-1.35%Si-1.40%Mn-0.5%Ni鋼をベースにして、1.0%のCuを添加した鋼とCuを添加しない鋼に、さらに、B含有濃度を变化させた鋼を成分調整し溶製した鋳片を850℃で圧延して常温で巻取り、酸洗後、3.0mmから1.2mmまで60%の冷間圧延を行った鋼板を800℃で60秒保持した後、70℃/sの冷却速度で350℃まで冷却した後、360～380℃の温度範囲で360秒間保持後、水冷の熱処理を施し、ミクロ組織が、残留オーステナイトの体積率が5%以上、25%以下であって、残部がフェライト、ベイナイト、マルテンサイト有する鋼板を得た。

【0010】これらの鋼板について疲労試験を行った結果を、図2に示す。この結果より、1.0%のCuを添加した鋼に限り、B含有濃度と疲労限度比に強い相関があり、さらに、Bの含有濃度が2ppm以上で疲労限度比が著しく向上することを新規に知見した。なお、引張試験による機械的性質については、JIS Z 2201記載の5号試験片にて、JIS Z 2241記載の試験方法で測定した。また、鋼板の疲労特性は、図3に示すような板厚3.0mm、長さ98mm、幅38mm、最小断面部の幅が20mm、切り欠きの曲率半径が30mmである疲労試験片を用い、完全両振りの平面曲げ疲労試験によって得られた $2 \times 10^6$ 回での疲労強度 $\sigma_W$ を鋼板の引張り強さ $\sigma_B$ で除した値(疲労限度比 $\sigma_W/\sigma_B$ )で評価した。

【0011】また、フェライト相におけるCu単独で構成される粒子は、供試鋼の1/4厚のところから透過型電子顕微鏡サンプルを採取し、エネルギー分散型X線分光(Energy Dispersive X-ray Spectroscopy: EDS)や電子エネルギー損失分光(Electron Energy Loss Spectroscopy: EELS)の組成分析機能を加えた、200kVの加速電圧の電界放射型電子銃(Field Emission Gun: FEG)を搭載した透過型電子顕微鏡によって観察した。観察される粒子の組成は、上記EDSおよびEELSによりCu単独であることを確認した。また、本発明で規定するフェライト相におけるCu単独で構成される粒子のサイズは観察される粒子のサイズをそれぞれ測定したもののその一視野での平均の値である。

【0012】本発明は、上記知見により構成したもので、その要旨は、

(1) 質量%にて、C: 0.05～0.30%、Si: 0.1～2.0%、Mn: 0.5～2.5%、P:  $\leq$  0.02%、S:  $\leq$  0.01%、Al: 0.005～0.1%、Cu: 0.2～2.0%、B: 0.0002～0.0020%を含み、残部がFe及び不可避免的不純物からなる鋼であって、そのミクロ組織が、フェライト、ベイナイト、残留オーステナイトを主要構成組織とし、さらに、マルテンサイトを含むこともある複合組織であり、前記残留オーステナイトの体積率は、5%以上、25%以下であり、前記フェライト相におけるCuの存在状態は、Cu単独で構成される粒子の大きさが2nm以下の固溶状態および/または析出状態であることを特徴とする、疲労特性に優れた加工用高強度冷延鋼板。

【0013】(2) 前記鋼が、さらに、質量%にて、Ni: 0.1～1.0%を含有することを特徴とする、前記(1)に記載の疲労特性に優れた加工用高強度冷延鋼板。

(3) 前記鋼が、さらに、質量%にて、Ca: 0.00

5~0.02%、REM:0.005~0.2%の一種または二種を含有することを特徴とする、前記(1)または(2)に記載の疲労特性に優れた加工用高強度冷延鋼板。

(4)前記鋼が、さらに、質量%にて、Mo:0.05~0.2%、V:0.02~0.2%、Ti:0.01~0.2%、Nb:0.01~0.1%、Cr:0.01~0.2%、Zr:0.02~0.3%の一種または二種以上を含有することを特徴とする、前記(1)ないし(3)のいずれかに記載の疲労特性に優れた加工用高強度冷延鋼板。

【0014】(5)前記(1)ないし(4)のいずれかに記載の成分を有する鋼片の熱間圧延を、 $A_{r3}$ 変態点以上で仕上圧延を行う以外は常法に従って行い、引き続き常法に従って、酸洗、冷間圧延を行った後、連続焼鈍するに際し、 $A_{c1}$ 変態点以上、 $A_{c3}$ 変態点以下の二相域で30~150秒間保持した後、20℃/s以上の冷却速度で、350~450℃の温度域まで冷却し、該温度域で15~600秒間保持した後、5℃/s以上の冷却速度で150℃以下まで冷却することを特徴とする、そのマイクロ組織が、フェライト、ベイナイト、残留オーステナイトを主要構成組織とし、さらに、マルテンサイトを含むこともある複合組織であり、前記残留オーステナイトの体積率は、5%以上、25%以下であり、前記フェライト相におけるCuの存在状態は、Cu単独で構成される粒子の大きさが2nm以下の固溶状態および/または析出状態である疲労特性に優れた加工用高強度冷延鋼板の製造方法にある。

【0015】

【発明の実施の形態】以下、本発明を詳細に説明する。まず、本発明の鋼板マイクロ組織およびCuの存在状態について説明する。本発明の鋼板のマイクロ組織は、フェライト、ベイナイト、残留オーステナイトを主要構成組織とし、さらに、マルテンサイトを含むこともある複合組織であり、前記残留オーステナイトの体積率は、5%以上、25%以下であり、前記フェライト相におけるCuの存在状態は、Cu単独で構成される粒子の大きさが2nm以下の固溶状態および/または析出状態である。

【0016】本発明の複合組織鋼板は、残留オーステナイトが応力誘起マルテンサイト変態による変態誘起塑性(Transformation Induced Plasticity:以下TRIP)を起こすことによって優れた加工性を発現する。残留オーステナイトの体積率が5%未満では、TRIPが起こったとしてもその絶対量が少ないので優れた加工性を得られず、25%超では残留オーステナイト相のC濃度が低く不安定で変態しやすく、加工性に有効なTRIPが起きない。そのため、残留オーステナイトの体積率は、5%以上、25%以下とする必要がある。ただし、ここで言う残留オーステナイトの体積率とは、鋼板のある断面で観察されたミ

クロ組織中の残留オーステナイトの面積率で定義されている。

【0017】これに加えて、本発明の複合組織鋼板では、フェライト相中で固溶および/または析出状態の2nm以下のCu単独で構成される粒子サイズの析出物が、加工性の劣化につながる静的強度の上昇をおさえて疲労限のみを上昇させる。ただし、フェライト相におけるCu単独で構成される粒子の大きさが2nm超であると静的強度はCuの析出強化で著しく上昇しかつ、加工性が劣化するばかりでなく、Cuの析出強化では疲労限が静的強度ほど上昇しないので疲労限度比が低下する。そのためフェライト相におけるCu単独で構成される粒子の大きさは、2nm以下とする必要がある。なお、本発明の鋼板が良好な伸びを有するためには、フェライトの体積率は40%以上が好ましく、マルテンサイトの体積率は5%未満が好ましい。

【0018】次に、本発明の化学成分の限定理由について説明する。Cは、0.05%未満であると良好な延性を付与するための十分な残留オーステナイト量を得ることができないので0.05%以上とする。また0.30%超含有していると加工性及び溶接性が著しく劣化するので、0.30%以下とする。さらに、0.20%超含有していると溶接性が劣化するので、0.20%以下が好ましい。

【0019】Siは、フェライト変態の促進とセメンタイトの析出抑制による未変態オーステナイト中のC濃度の上昇を促進し残留オーステナイトを得やすくする効果がある。ただし、0.1%未満では、上記のような効果が失われるので、0.1%以上とする。また、2.0%超添加するとその効果が飽和するので、2.0%以下とする。Mnは、オーステナイトの安定化元素であり目的とする残留オーステナイトを得やすくする効果がある。ただし、その効果を得るためには、0.5%以上必要である。また、2.5%超添加すると上記効果が飽和するだけでなく、溶接性も劣化させるため、2.5%以下とする。

【0020】Pは、0.02%超添加すると加工性や溶接性に悪影響を及ぼすだけでなく、粒界に偏析して粒界強度を低下させ粒界脆化を起こすので、0.02%以下とする。Sは、多すぎると熱間圧延時の割れを引き起こすので極力低減させるべきであるが、0.01%以下ならば許容できる範囲である。Alは、溶鋼脱酸のために0.005%以上添加する必要があるが、あまり多量に添加すると、非金属介在物を増大させ伸びを劣化させるだけでなく、コストの上昇を招くため、その上限を0.1%とする。

【0021】Cuは、本発明の最も重要な元素の一つであり、固溶もしくは2nm以下の粒子サイズに析出させることにより疲労特性を改善する効果がある。ただし、0.2%未満では、その効果は少なく、2.0%を超え

て添加しても効果が飽和するので、0.2~2.0%と添加範囲を限定する。Bは、本発明の最も重要な元素の一つであり、Cuと複合添加されることによって疲労限を上昇させる効果がある。ただし0.0002%未満ではその効果を得るために不十分であり0.0020%超添加するとスラブ割れが起こる。よってBの添加量は、0.0002%以上0.0020%以下とする。

【0022】Niは、フェライトの生成も促進する元素であると共に、Cu含有による熱間脆性防止のために添加する。ただし、0.1未満ではその効果が少なく、1.0%を超えて添加してもその効果が飽和するので、0.1~1.0%とする。CaおよびREMは、破壊の起点となったり、加工性を劣化させる非金属介在物の形態を変化させて無害化する元素である。ただし、0.005%未満添加してもその効果がなく、Caならば0.02%超、REMならば0.2%超添加してもその効果が飽和するのでCa=0.005~0.02%、REM=0.005~0.2%とする。

【0023】以上を基本成分とするが、強度を付与するために以下のMo、V、Ti、Nb、Cr、Zrの析出強化もしくは固溶強化元素の一種または二種以上を添加しても良い。ただし、それぞれ、0.05%、0.02%、0.01%、0.01%、0.01%、0.02%未満ではその効果を得ることができない。またそれぞれ、0.2%、0.2%、0.2%、0.1%、0.3%、0.2%を超え添加してもその効果は飽和する。

【0024】最後に、本発明の製造方法の限定理由について以下に詳細に述べる本発明は、所定の成分含有量になるように成分調整した溶鋼を鋳込むことによって得たスラブを、高温鋳片のまま熱間圧延機に直送してもよいし、室温まで冷却後に加熱炉にて再加熱した後に熱間圧延してもよい。再加熱温度については特に制限はないが、1350℃以上であると、スケールオフ量が多量になり歩留まりが低下するので、再加熱温度は1350℃未満が望ましい。

【0025】熱間圧延工程は、仕上温度(FT)がAr<sub>3</sub>点以上の温度域で終了する必要がある。これは、熱間圧延中に圧延温度がAr<sub>3</sub>点を切ると、結晶粒が粗大化して強度や延性の低下をまねくばかりでなく、表面品位低下につながるためである。仕上げ圧延後の冷却と巻取温度(CT)については、組織制御、析出物制御等を冷延後の焼鈍工程において行うため特に規定しないが、焼鈍後に残留オーステナイト、残部がフェライト、ベイナイトおよびマルテンサイトのミクロ組織を得やすくするために熱延板段階において、その組成配分が完了していることが望ましいので、仕上圧延を終了した後の冷却は、Ar<sub>1</sub>点まで1~10秒間空冷することが好ましい。

【0026】また、その後の冷却および巻取温度であるが、焼鈍時に、Cuを固溶もしくは2nm以下の析出状

態にするために、熱延板段階においてもCuを固溶状態にしておくことが望ましいので、巻取温度は350℃以下で、その温度域までの冷却速度は20℃/s以上が好ましい。次に酸洗後の冷間圧延工程であるが、冷間圧延率等については特に規定しない。ただし、冷間圧延の圧下率が30%未満であると、その後の焼鈍工程において再結晶が完全に生じず延性が劣化し、80%超の圧下率では冷間圧延機に負荷がかかりすぎるため、冷間圧延の圧下率は30%以上80%以下が好ましい。

【0027】最後に焼鈍工程であるが、焼鈍は連続焼鈍サイクルを前提としている。まず、加熱温度はAc<sub>1</sub>点以上Ac<sub>3</sub>点以下の二相域で行う。ただし、その温度範囲内でも低温すぎると、熱延板段階でセメントイトやCuが析出していた場合、セメントイトやCuが再固溶するのに時間がかかりすぎ、高温すぎるとオーステナイトの体積率が大きくなりすぎてオーステナイト中のC濃度が低下しベイナイトもしくはパーライト変態のノーズにかかるやすくなるため780℃以上850℃以下で加熱するのが好ましい。また、加熱時間であるが30秒未満では、セメントイトやCuが完全に再固溶するのに不十分であり、150秒超では、通板速度を低下させなければならず操業上好ましくないので、加熱時間は30~150秒間とする。

【0028】次に、加熱後の冷却速度であるが20℃/s未満では、パーライト変態のノーズにかかる恐れがあるため、20℃/s以上の冷却速度とする。また、このときの冷却終点温度であるが、400℃超ではCuの析出が起こる恐れがあるので、冷却終点温度は400℃以下が望ましい。次にベイナイト変態を促進し、必要な量の残留オーステナイト相を安定化させる350~450℃の保持温度であるが、450℃超では残留したオーステナイトがパーライトに分解してしまうばかりか、フェライト相におけるCuの析出物の大きさが2nm超の大きさに成長するために静的強度がCuの析出強化で著しく上昇しかつ、加工性が劣化するばかりでなく、Cuの析出強化では疲労限が静的強度ほど上昇しないので疲労限度比が低下してしまう。

【0029】また、350℃未満では、微細な炭化物が析出してしまい目的とする量の残留オーステナイトが得られないため延性が劣化するので、ベイナイト変態を促進し必要な量の残留オーステナイト相を安定化させる保持温度は350℃以上450℃以下とする。さらに、その保持時間であるが、15秒未満ではベイナイト変態の促進が不十分であり、不安定な残留オーステナイトは冷却終了時にマルテンサイトとなってしまい必要な量の安定化した残留オーステナイト相が得られない。

【0030】また、600秒超の保持は、ベイナイト変態を促進しすぎて必要な量の安定化した残留オーステナイト相を得られないばかりでなく、通板速度を低下させなければならず操業上好ましくない。従って、ベイナイ

ト変態を促進し必要な量の残留オーステナイト相を安定化させる保持時間は、15秒以上600秒以下とする。最後に冷却完了温度までの冷却速度は、5℃/s未満では、ベイナイト変態を促進しすぎて必要な量の安定化した残留オーステナイト相を得られない恐れがあるので、5℃/s以上とする。

# 【0031】

【実施例】以下に、実施例により本発明をさらに説明する。表1に示す化学成分を有するA～Xの鋼は、転炉にて溶製して、連続鋳造後、加熱温度1100℃～1230℃の温度で再加熱し、熱間圧延仕上温度790℃～8

30℃、巻取温度室温～450℃で熱間圧延工程を終了し、酸洗後、圧延率60%～80%で0.7～1.6mmの板厚に冷間圧延した後、表2に示す条件で焼鈍を行った。なお表中の化学組成についての表示は質量%である。このようにして得られた焼鈍板の引張試験は、供試材を、まず、JIS Z 2201記載の5号試験片に加工し、JIS Z 2241記載の試験方法に従って行った。表2にその試験結果を示す。

# 【0032】

【表1】

鋼	化 学 組 成 (単位: 質量%)										備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Ni	B	その他	
A	0.120	1.37	1.44	0.011	0.002	0.020	0.95	0.02	0.0004		本発明
B	0.094	1.32	1.36	0.009	0.001	0.024	1.16	0.63	0.0007	Cr:0.19	本発明
C	0.114	1.35	1.42	0.019	0.001	0.033	0.83	0.50	0.0011	Ca:0.0061	本発明
D	0.108	2.31	1.21	0.010	0.002	0.021	1.28	0.71	0.0006		比較鋼
E	0.081	1.21	2.34	0.011	0.001	0.040	1.64	0.85	0.0003		本発明
F	0.133	1.34	1.56	0.009	0.001	0.025	0.16	0.03	0.0005		比較鋼
G	0.064	1.16	1.51	0.011	0.001	0.022	0.68	0.39	0.0008		本発明
H	0.131	1.33	1.50	0.012	0.002	0.030	0.38	0.22	0.0007		本発明
I	0.140	1.08	1.18	0.009	0.001	0.024	1.52	0.76	0.0004	REM:0.0084	本発明
J	0.122	1.35	1.39	0.010	0.001	0.023	1.04	0.55	0.0003		本発明
K	0.038	1.12	1.62	0.012	0.002	0.042	1.35	0.71	0.0012		比較鋼
L	0.134	1.38	1.56	0.008	0.002	0.031	0.54	0.32	0.0011	Mo:0.09	本発明
M	0.125	0.07	1.51	0.014	0.001	0.026	1.06	0.61	0.0005		比較鋼
N	0.149	1.93	1.71	0.009	0.002	0.036	0.77	0.41	0.0005		本発明
O	0.121	1.38	1.44	0.030	0.001	0.024	0.89	0.50	0.0008		比較鋼
P	0.171	1.29	1.48	0.011	0.001	0.041	0.46	0.25	0.0005		本発明
Q	0.154	1.22	0.39	0.010	0.002	0.023	1.45	0.80	0.0006		比較鋼
R	0.116	1.19	0.66	0.013	0.001	0.025	1.33	0.62	0.0007		本発明
S	0.128	1.05	1.23	0.009	0.001	0.020	1.27	0.58	0.0004	Zr:0.11	本発明
T	0.118	1.38	1.49	0.013	0.002	0.022	1.03	0.61	0.0001		比較鋼
U	0.135	1.11	1.58	0.008	0.002	0.026	1.73	0.94	0.0005		本発明
V	0.129	1.31	1.60	0.012	0.001	0.027	1.42	0.70	0.0006	V:0.08	本発明
W	0.109	1.25	1.28	0.009	0.001	0.030	1.03	0.58	0.0004	Ti:0.14	本発明
X	0.143	0.94	1.48	0.008	0.001	0.027	0.81	0.45	0.0003	Nb:0.06	本発明

# 【0033】

【表2】

表 2

鋼	製 造 条 件				機 械 的 性 質			疲 勞 特 性		析出物径 dCu (nm)	γ R 体積率 SγR (%)	備 考
	ST (°C)	加熱保 持時間 (秒)	CR (°C/s)	HT (°C)	σY (MPa)	σB (MPa)	E1 (%)	σB×E1 (MPaK)	σW (MPa)	σW/σB (%)		
A-1	780	5	70	360	578	718	22	15796	460	64	3	比較鋼
A-2	780	60	70	360	496	678	34	23052	470	69	9	本発明
A-3	780	60	5	380	538	725	23	16675	465	64	1	比較鋼
A-4	700	60	70	360	584	731	21	15351	460	63	3	比較鋼
B-1	780	60	70	360	482	644	36	23184	440	68	7	本発明
C-1	780	60	70	360	510	687	33	22871	480	70	8	本発明
D-1	780	60	70	360	604	773	30	23190	455	59	11	比較鋼
B-1	780	60	70	360	538	730	31	22830	505	69	9	本発明
P-1	780	60	70	360	576	806	28	22568	445	55	10	比較鋼
G-1	780	60	70	380	446	625	37	23125	420	87	6	本発明
H-1	780	60	70	380	588	768	29	22272	505	86	10	本発明
I-1	780	60	70	380	488	694	33	22902	475	68	9	本発明
J-1	790	60	80	—	444	727	25	18175	480	66	3	比較鋼
J-2	790	60	80	370	512	691	33	22803	480	69	9	本発明
J-3	790	60	80	480	623	791	18	14238	475	60	2	比較鋼
J-4	790	60	80	370	483	733	27	19781	455	63	3	比較鋼
J-5	790	60	80	270	463	721	24	17304	470	65	4	比較鋼
K-1	790	60	80	370	416	582	29	17168	375	63	3	比較鋼
L-1	790	60	80	370	539	746	30	22380	500	67	8	本発明
M-1	790	60	80	370	485	708	21	14868	395	56	2	比較鋼
N-1	790	60	80	370	594	858	26	22308	585	68	12	本発明
O-1	790	60	80	390	481	692	33	22836	395	57	8	比較鋼
P-1	790	60	80	390	523	781	29	22649	515	66	10	本発明
Q-1	790	60	80	390	546	758	23	17434	505	67	1	比較鋼
R-1	790	60	80	390	503	709	31	21979	475	67	8	本発明
S-1	780	60	80	390	466	682	35	23870	450	66	7	本発明
T-1	790	60	80	370	491	695	34	23630	400	58	6	比較鋼
U-1	790	60	80	370	533	745	30	22350	525	70	9	本発明
V-1	780	60	80	370	498	726	32	23232	495	68	8	本発明
W-1	790	60	80	370	485	688	35	23380	450	67	8	本発明
X-1	790	60	80	370	498	727	31	22537	480	66	9	本発明

(注) \*: 観察できず

【0034】また、さらに図3に示すような、長さ90mm、幅18mm、最小断面部の幅が10mm、切り欠きの曲率半径が30mmである平面曲げ疲労試験片にて、完全両振りの平面曲げ疲労試験を行った。鋼板の疲労特性は、 $2 \times 10^6$  回での疲労強度 $\sigma W$ を鋼板の引張り強さ $\sigma B$ で除した値(疲労限度比 $\sigma W/\sigma B$ )で評価した。

【0035】フェライト相におけるCu単独で構成される粒子は、供試鋼の1/4厚のところから透過型電子顕微鏡サンプルを採取し、エネルギー分散型X線分光(EDS)や電子エネルギー損失分光(EELS)の組成分析機能を加えた、200kVの加速電圧の電界放射型電

子銃(FEG)を搭載した透過型電子顕微鏡によって観察した。観察される粒子の組成は、上記EDSおよびEELSによりCu単独であることを確認した。また、本発明で規定するフェライト相におけるCu単独で構成される粒子のサイズは、観察される粒子のサイズをそれぞれ測定したもののその一視野での平均の値である。

【0036】本発明に沿うものは、鋼A-2、B-1、C-1、E-1、G-1、H-1、I-1、J-2、L-1、N-1、P-1、R-1、S-1、U-1、V-1、W-1、X-1の17鋼であり、残留オーステナイトの体積率が5%以上25%以下であって、フェライト相におけるCuの析出物の大きさが2nm以下である疲

劣特性に優れた加工用高強度冷延鋼板が得られている。

【0037】上記以外の鋼は、以下の理由によって本発明の範囲外である。鋼A-1は、加熱時間が本発明範囲より短く、セメントイトやCuの再固溶が不十分であり、従って残留オーステナイトの体積率( $S_{\gamma R}$ )が本発明の範囲外であるため加工性の指標である強度-延性バランス( $\sigma B \times E1$ )が十分ではない。鋼A-3は、加熱後の冷却速度(CR)が本発明範囲より遅く、パーライト変態のノーズにかかりマイクロ組織中にパーライトが混入する。従って残留オーステナイトの体積率( $S_{\gamma R}$ )が本発明の範囲外であるため加工性の指標である強度-延性バランス( $\sigma B \times E1$ )が十分ではない。

【0038】鋼A-4は、加熱温度(ST)が本発明範囲より低く、セメントイトやCuの再固溶が不十分であり、従って残留オーステナイトの体積率( $S_{\gamma R}$ )が本発明の範囲外であるため加工性の指標である強度-延性バランス( $\sigma B \times E1$ )が十分ではない。鋼D-1は、Siの含有量が本発明範囲より多いので、スケールにより表面性状が劣化して十分な疲労限度比( $\sigma W / \sigma B$ )が得られていない。鋼F-1は、疲労特性を改善する効果があるCuの含有量が本発明範囲より少ないので十分な疲労限度比( $\sigma W / \sigma B$ )が得られていない。

【0039】鋼J-1は、本発明で規定するベイナイト変態を促進し、必要な量の残留オーステナイト相を安定化させる350~450℃の温度域での保持を行っていない。従ってベイナイト変態の促進が不十分であり、マイクロ組織中にマルテンサイトが混入し、必要な量の安定化した残留オーステナイト相が得られないため残留オーステナイトの体積率( $S_{\gamma R}$ )が本発明の範囲外であるので、加工性の指標である強度-延性バランス( $\sigma B \times E1$ )が十分ではない。

【0040】鋼J-3は、ベイナイト変態を促進し、必要な量の残留オーステナイト相を安定化させる保持温度が本発明範囲より高いので、残留したオーステナイトがパーライトに分解してしまうばかりか、フェライト相におけるCuの析出物の大きさが2nm超の大きさに成長するために静的強度がCuの析出強化で著しく上昇しかつ、加工性が劣化するばかりでなく、Cuの析出強化では疲労限が静的強度ほど上昇しない。従って加工性の指標である強度-延性バランス( $\sigma B \times E1$ )が十分ではなく、また十分な疲労限度比( $\sigma W / \sigma B$ )が得られていない。

【0041】鋼J-4は、ベイナイト変態を促進し必要な量の残留オーステナイト相を安定化させる温度域での保持時間が本発明範囲よりも長く、従ってベイナイト変態が促進しすぎて必要な量の安定化した残留オーステナイト相を得られないため、残留オーステナイトの体積率

( $S_{\gamma R}$ )が本発明の範囲外であるので、加工性の指標である強度-延性バランス( $\sigma B \times E1$ )が十分ではない。鋼J-5は、ベイナイト変態を促進し、必要な量の残留オーステナイト相を安定化させる保持温度が本発明範囲より低く、従って微細な炭化物が析出してしまい目的とする量の残留オーステナイトが得られないため残留オーステナイトの体積率( $S_{\gamma R}$ )が本発明の範囲外であるので、加工性の指標である強度-延性バランス( $\sigma B \times E1$ )が十分ではない。

【0042】K-1は、良好な延性を付与するための十分な残留オーステナイト量を得るのに不可欠な元素であるCの含有量が本発明範囲より少ないため、残留オーステナイトの体積率( $S_{\gamma R}$ )が本発明の範囲外であるので、加工性の指標である強度-延性バランス( $\sigma B \times E1$ )が十分ではない。鋼M-1は、フェライト変態の促進とセメントイトの析出抑制による未変態オーステナイト中のC濃度上昇の促進の効果があるSiの含有量が本発明範囲より少ないので、残留オーステナイトの体積率( $S_{\gamma R}$ )が本発明の範囲外であるため加工性の指標である強度-延性バランス( $\sigma B \times E1$ )が十分ではない。

【0043】鋼O-1は、粒界に偏析して粒界強度を低下させるPの含有量が本発明範囲より多いので、十分な疲労限度比( $\sigma W / \sigma B$ )が得られていない。鋼Q-1は、オーステナイトの安定化元素であり目的とする残留オーステナイトを得やすくする効果があるMnの含有量が本発明範囲より少ないので、残留オーステナイトの体積率( $S_{\gamma R}$ )が本発明の範囲外であるため加工性の指標である強度-延性バランス( $\sigma B \times E1$ )が十分ではない。鋼T-1は、Cuと複合添加されることによって疲労限を上昇させる効果があるBの含有量が本発明範囲より少ないので十分な疲労限度比( $\sigma W / \sigma B$ )が得られていない。

#### 【0044】

【発明の効果】以上詳述したように、本発明は、疲労特性に優れた加工用熱延鋼板およびその製造方法を提供するものであり、これらの熱延鋼板を用いることにより、強度-延性バランスを十分に確保しつつ疲労特性の大幅な改善が期待できるため、本発明は、工業的価値が高い発明であると言える。

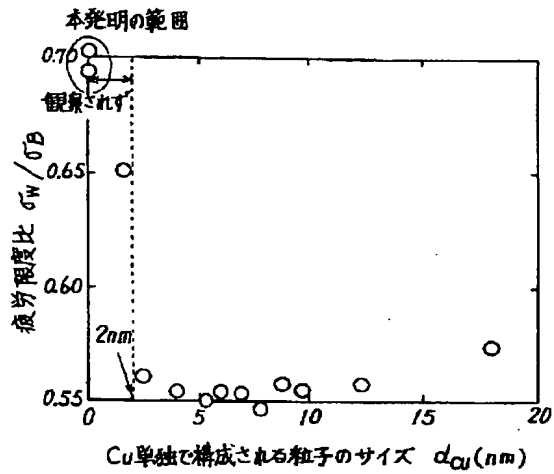
#### 【図面の簡単な説明】

【図1】本発明に至る予備実験の結果を、Cu単独で構成される粒子の大きさと疲労限度比の関係で示す図である。

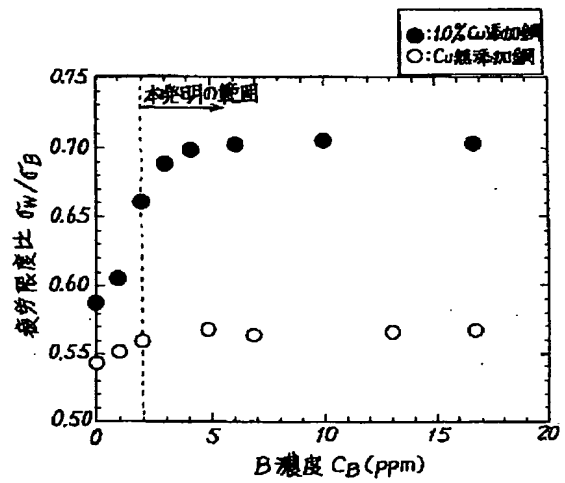
【図2】本発明に至る予備実験の結果を、Bの添加量と疲労限度比の関係で示す図である。

【図3】疲労試験片の図である。

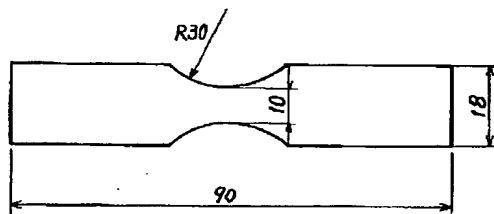
【図1】



【図2】



【図3】



フロントページの続き

(72)発明者 浮穴 俊康  
東京都千代田区大手町二丁目6番3号 新  
日本製鐵株式会社内